

***М. В. Майсурадзе*, М. А. Рыжков, О. А. Сурнаева, Т. М. Маркова,
А. А. Кареева***

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**spirallog@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НИКЕЛЯ, ОБЛАДАЮЩЕЙ ВЫСОКОЙ УСТОЙЧИВОСТЬЮ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Предложен химический состав стали, содержащей пониженное количество никеля и обладающей высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. В результате дилатометрического исследования установлено, что в исследуемой стали исключительно мартенситное превращение реализуется в широком интервале скоростей охлаждения, от 0,1 до 30 °C/с. Для предлагаемой стали получена зависимость твердости от температуры отпуска, а также оценена возможность применения технологии закалки с перераспределением углерода.

Ключевые слова: сталь; термическая обработка; термокинетическая диаграмма; мартенсит; закалка с перераспределением углерода.

***M. V. Maysuradze, M. A. Ryzhkov, O. A. Surnaeva, T. M. Markova,
A. A. Kareeva***

INVESTIGATION OF THE STEEL WITH HIGH HARDENABILITY AND LOW NICKEL CONTENT

Novel steel with low nickel content and high hardenability was proposed to replace conventional nickel alloyed steel for large components. The dilatometer results showed that the studied steel had martensitic transformation only in wide range of investigated cooling rates: from 0,1 to 30 °C/s. The steel hardness dependence on the tempering temperature was obtained. The possibility of applying the quenching-partitioning processes for proposed steel was shown.

Keywords: steel, heat treatment; CCT diagram; martensite; quenching-partitioning process.

Для изготовления крупногабаритных изделий обычно требуются стали с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, чтобы избежать формирования в структуре феррита, перлита или верхнего бейнита [1; 2]. Для этого применяются стали с высоким содержанием

никеля (до 4,0–4,5 масс. %), например 25X2H4MA, 38XH3MФА и др. Однако высокое содержание никеля значительно повышает стоимость стали [3; 4].

Недавние исследования показали, что низколегированные стали, содержащие марганец и кремний, способны обеспечить высокий уровень механических свойств после термической обработки, включая так называемую технологию закалки с перераспределением углерода [5; 6]. Основным ограничением в применении данной технологии является низкая устойчивость переохлажденного аустенита, что не позволяет использовать предлагаемые в литературе стали для производства крупногабаритных деталей, таких как валы, роторы турбин и пр.

В связи с этим предложена сталь с пониженным содержанием никеля и с добавлением марганца и кремния. Данная сталь обладает относительно невысокой стоимостью, высокой устойчивостью переохлажденного аустенита и подходит для использования технологии закалки с перераспределением углерода применительно к крупногабаритным деталям.

Исследуемая сталь содержит, масс. %: С – 0,18; Cr – 2,35; Mn – 1,99; Si – 1,03; Ni – 1,15; Mo – 0,34. Сталь была выплавлена в индукционной печи и разлита в слиток размером 300×400×20 мм. Слитки подвергались отжигу (1000 °С, 5 ч) с последующим высоким отпуском (650 °С, 3 ч). От отожженных слитков были отобраны дилатометрические образцы диаметром 4 мм и длиной 10 мм. Исследования проводились при помощи дилатометра *Linseis L78 “R.I.T.A.”*. Температура аустенитизации составляла 900 °С, время выдержки – 15 мин. Превращения переохлажденного аустенита исследовались при непрерывном охлаждении с постоянными скоростями 0,1–30 °С/с. Доля превращенного аустенита оценивалась по методике [1; 7].

Термическая обработка образцов исследуемой стали (10×10×3 мм) производилась по следующим режимам: 1) закалка в масло от температуры 900 °С и отпуск при температуре 300–600 °С, 5 ч; 2) изотермическая закалка с перераспределением углерода в расплаве соли (45 % KNO₃ + 55 % NaNO₃) при температуре 350 °С с последующим охлаждением в воде. Микроструктура стали исследовали при помощи оптического микроскопа *Meiji IM7200* и электронного микроскопа *Jeol JSM 6490*. Твердость стали измеряли по методу Роквелла и Виккерса.

Температура критических точек исследуемой стали, определенная из дилатометрических экспериментов, составила: $A_{c1} = 765$ °С, $A_{c3} = 855$ °С. Установлено, что исключительно мартенситное превращение в данной стали реализуется в широком диапазоне скоростей охлаждения от 0,1 до 30 °С/с. Температура начала мартенситного превращения составляет 380 ± 5 °С. Зависимость доли мартенсита от температуры (рис. 1) показывает, что для всех скоростей охлаждения, кроме 0,1 °С/с,

мартенситное превращение имеет одинаковую кинетику. Параметр α уравнения Коистинена – Марбургера [8; 9] для скоростей охлаждения 0,3–30 °C/с составляет –0,031...–0,035, а для скорости охлаждения 0,1 °C/с его значение составляет –0,050. Возможно, это связано с перераспределением углерода между мартенситом и аустенитом, происходящем при медленном охлаждении, а также с процессами самоотпуска мартенсита. Твердость исследуемой стали независимо от скорости охлаждения составляет 42 HRC.

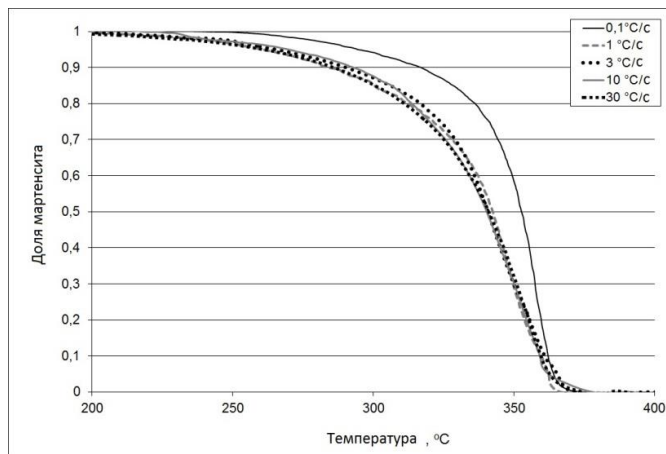


Рис. 1. Зависимость доли мартенсита от температуры при непрерывном охлаждении исследуемой стали с разными скоростями

Таким образом, введение в сталь марганца и кремния привело к эффективному подавлению формирования диффузионных продуктов превращения аустенита и бейнита даже при относительно небольшом содержании никеля. Это означает, что данная сталь может использоваться для изготовления крупногабаритных деталей, для которых важно минимальное количество или полное отсутствие в структуре сердцевины немартенситных продуктов превращения аустенита.

Отпуск мартенсита исследуемой стали приводит к значимому снижению твердости только при нагреве до 500 °C и выше. В этом случае твердость уменьшается до 37–38 HRC (500 °C, 5 ч) и 25–26 HRC (600 °C, 5 ч). Отпуск при данных температурах приводит к выделению карбидных частиц по границам зерен, что может негативно сказаться на ударной вязкости стали [10]. Таким образом, закаленные на мартенсит детали, изготовленные из предлагаемой стали, не должны подвергаться длительному нагреву выше 450–500 °C как при производстве, так и при эксплуатации во избежание охрупчивания.

Для повышения уровня механических свойств может быть применена технология изотермической закалки с перераспределением углерода (*quenching – partitioning*). Температура изотермической закалки была выбрана в соответствии с [11] и составила 350 °C. При данной температуре теоретически должна наблюдаться максимальная

стабилизация остаточного аустенита. Микроструктура исследуемой стали после изотермической закалки при температуре 350 °С в течение 60 минут с последующим охлаждением в воде приведена на рис. 2. Как видно, между областями отпущенного мартенсита с выделившимися частицами карбидной фазы наблюдаются прослойки и отдельные области со структурой свежееобразованного мартенсита и остаточного аустенита, сформированные при окончательном охлаждении стали в воде. Количество остаточного аустенита составило порядка 14 %. Аналогичная микроструктура была получена для низколегированных сталей, содержащих марганец и кремний, после изотермической закалки с перераспределением углерода [12]. Твердость исследуемой стали после изотермической закалки составила 40–41 HRC.

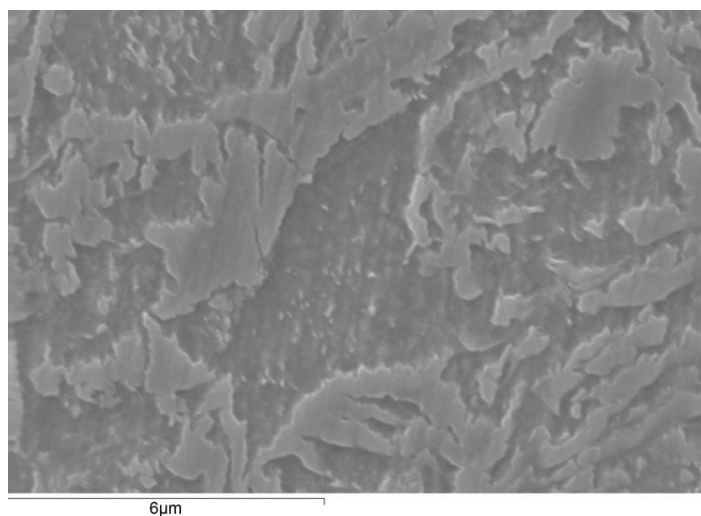


Рис. 2. Микроструктура исследуемой стали после изотермической закалки с перераспределением углерода (350 °С, 60 мин, охлаждение в воде)

Полученные результаты показывают, что предложенная сталь может в дальнейшем успешно использоваться для реализации технологии изотермической закалки с перераспределением углерода применительно к крупногабаритным деталям для повышения комплекса механических и эксплуатационных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Ryzhkov M. A. Numerical simulation of pearlitic transformation in steel 45Kh5MF // Metal Science and Heat Treatment. 2015. V. 56. P. 512–516.

2. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Ryzhkov M. A. Investigation and Development of Spray Cooling Device for Heat Treatment of Large Steel Forgings // *Materials Performance and Characterization*. 2014. V.3. № 4. P. 449–462.
3. Tensile and impact properties of low nickel maraging steel / W. Sha, Z. Chen, X. X. X. Geriletu [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. 2013. V.587. P. 301–303.
4. Sibanda M., Vismer S. L., Knutsen R. D. Consideration of reduced nickel containing austenitic stainless steels for forming applications // *Materials Letters*. 1994. V.21. № 2. P. 203–207.
5. Speer J. G., De Moor E., Clarke A. J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning // *Materials Science and Technology*. 2015. V. 31. P. 3–9.
6. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // *Acta Materialia*. 2015. V. 86. P. 137–147.
7. Kop T. A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // *Journal of Materials Science*. 2001. V. 36. P. 519–526.
8. Koistinen D. P., Marburger R. E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // *Acta Metallurgica*. 1959. V. 7. № 1. P. 59–60.
9. Determination of the Final Microstructure during Processing Carbon Steel Hardening / T. Domański, W. Piekarska, M. Kubiak [et al.] // *Procedia Engineering*. 2016. V. 136. P. 77–81.
10. Li J., Zhang Ch., Liu Y. Influence of carbides on the high-temperature tempered martensite embrittlement of martensitic heat-resistant steels // *Materials Science and Engineering A*. 2016. V. 670. P. 256–263.
11. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J. G. Speer, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo [et al.] // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004. V. 8. № 3–4. P. 219–237.
12. Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel / 18)/ F. H. Akbary, J. Sietsma, G. Miyamoto [et al.] // *Acta Materialia*. 2016. V. 104. P. 72–83.